

抄 録

— 合 金 鐵 —

45~50% 珪素鐵の崩壊と有毒ガスの發生 (A. K. Prestrud: Journal of the Iron and Steel Institute 10, 1951)

上部直徑 110 糎下部直徑 99 糎高さ 66 糎重量 204 kg の截頭圓錐形の珪素鐵鑄塊を徐冷し常溫まで 9 日間を要し之を實驗材料とした。鑄塊には中心に沿つて縦割が認められ且つ小爆發を起して居た。之は發散する PH₃ ガスが空氣に觸れて燃焼したものと思われる。鑄塊の外側は氣泡多く中心は緻密で氣泡はない。10 日目に第 1 圖に示す様な實驗試料を採取した。

Material I. 6.4~7.0 mm の厚さに滓の附着して居る部分

- Ⅱ. 上部の滓に密着しているメタル部分
- Ⅲ. 縦割の部分に附着して居る部分
- Ⅳ. 鑄塊中央の崩壊部分

二三週間後には此の鑄塊の 25% は崩壊し 75% は堅緻の状態であつた。

鑄塊中心部は Al, Ti, Si, P, Ca が多く始めに凝固した外殻部は Fe が多い。鑄塊の縦割の部分のⅢは白い粉が附着して居り爆發を起す。此の部分は Al が異常に高く P が低い。之は多分 Aluminium phosphide (AlP) が水分と反應して分解した Al₂O₃ の存在する爲である。Fe-Si 状態圖は第 2 圖に示す。

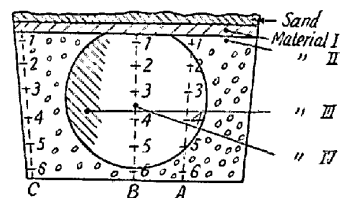
即ち、45~50% Si の部分は Fe-Si (ε-相)(Si 33.44%) 及 Fe₂Si₅ (ζ-相) 55:68% より成り 50.5~51% にて共晶をなす。共晶混合物の Si 含有は 50.5~51% なので Si:Fe=1.02~1.04 で崩壊試料に就いては Si:Fe は 1.02~1.04 より高い。但し B の No. 4 は崩壊はするが 1.04 で之は例外である。試料採取前後に崩壊した試料は、すべて Al 1.70% 以上である。鑄込後 4 週間後には全體の 1/4 が崩壊して居る。之は平均して Al 1.2% を含有して居る。此の結果から崩壊は Si:Fe の比が 1.04 以上の時に起り Al 1.7% 以上の時に活潑に崩壊する。Al 0.75% 以下の時は崩壊は非常に鈍化する (Si+Al): Fe の比を使用すると更に實驗結果とよく一致するので之から正確な限界を決定することが出来る。即ち (Si+Al): Fe が 1.05~1.1 の時は崩壊は遅く之を過ぎると急激に崩壊する。之は前記の結果から得られ

たもので更に冷却速度等をも考慮して實驗する必要がある。

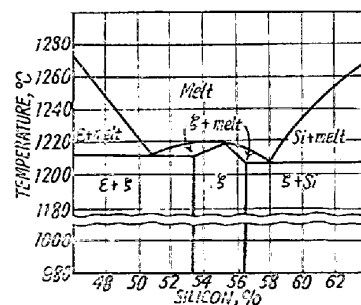
Haughton と Becker に依れば Al は少量でも Fe:Si 合金の組織に影響を及ぼす。特に Fe-Si 状態圖の中央部に於て著しい。Al は過冷却した固溶體としてε-相中に固溶し共晶の凝離を防いだり遅れさせたりする然し此の固溶體は不安定で結局は ζ-相を析出するので等軸晶形より正方晶形を作り前者の密度は 6.05 で後者は 5.02 である。此の變態は比容積を増大し共晶構造の破壊を起すものと思う。

崩壊した合金は Al の含有は最も高く P の含有は A₁ の含有が増大すると共に増大する。P の最も高い所は崩壊せんばかりの所に見出される。

P の最も少い所はⅢであるが之は試料を採取する爲に (Aluminium-phosphide) AlP が分離した爲と考えられる。PH₃ は、AlP の分離により濕つた空氣中に生ず



第 1 圖 珪素鐵鑄塊



Fe-Si 平衡状態圖 (Haughton and Backer)

第 2 圖

ると云う前の假説を實證して居る。之は又更に崩壊した合金は堅緻な合金より PH₃ の臭氣が強いと云う事實を示して居る。結論として、

(1) 各元素は冷却した鑄塊中には不均一に散在し Al,

第 1 表 Fe-Si 鑄塊の分析結果

Test Series	Specimen No.	Analysis, %								Ratio Si/Fe	State of Sample
		Si	Fe	Al	Ti	Cr	Mn	Ca	P		
A	1	50.50	47.70	0.66	0.17	0.02	0.42	0.01	0.038	1.058	堅 緻
	2	50.50	48.00	0.83	0.23	0.03	0.42	0.05	0.036	1.051	〃
	3	50.50	48.00	0.88	0.23	0.04	0.45	0.04	0.040	1.051	〃
	4	50.00	48.50	0.77	0.18	0.04	0.36	0.02	0.045	1.031	〃
	5	46.50	52.50	0.53	0.13	0.03	0.36	0.01	0.035	0.885	〃
	6	44.00	55.20	0.38	0.07	0.02	0.37	trace	0.039	0.800	〃
B	1	49.35	47.60	1.04	0.60	0.07	0.63	0.11	0.036	1.036	堅 緻
	2	48.50	44.70	3.24	1.95	0.20	1.17	0.14	0.035	1.085	崩 壊
	3	49.70	46.00	1.92	1.00	0.12	0.90	0.14	0.035	1.080	〃
	4	49.40	47.60	1.72	0.43	0.10	0.62	0.07	0.041	1.040	〃
	5	46.50	51.60	0.95	0.23	0.06	0.50	0.05	0.047	0.900	堅 緻
	6	45.00	54.58	0.58	0.13	0.04	0.36	0.04	0.030	0.825	〃
C	1	42.25	56.00	0.60	0.09	0.04	0.34	0.02	0.038	0.755	堅 緻
	2	44.90	53.80	0.60	0.15	0.04	0.28	0.01	0.038	0.835	〃
	3	44.50	54.50	0.44	0.11	0.03	0.33	0.03	0.030	0.817	〃
	4	45.00	54.00	0.50	0.14	0.03	0.35	0.02	0.038	0.814	〃
	5	42.50	56.50	0.53	0.09	0.03	0.37	0.04	0.037	0.753	〃
	6	42.00	57.40	0.27	0.07	0.03	0.35	0.01	0.030	0.732	〃
Average for the cooled cast		47.34	50.67	0.78	0.23	0.50	0.39	0.04	0.020	0.933	
Cleaned alloy		46.50	51.80	0.55	0.15	—	0.36	0.02	0.024	0.900	堅 緻
		50.00	47.00	1.20	0.50	—	0.50	0.10	0.008	1.064	緻 壊
Material II		49.50	47.30	1.35	0.33	—	0.59	0.18	0.050	1.046	堅 緻
" III*		46.20	44.50	3.00	0.57	—	1.03	0.44	Trace	1.038	〃
" IV		49.40	46.50	1.96	0.55	—	0.73	0.07	0.042	1.062	崩 壊
Material I (slag)		SiO ₂	Al ₂ O ₃	TiO ₂	CaO	MgO	SiC	P	Metal		
		26.85	27.50	0.15	36.40	1.60	1.50	0.03	5.20		

* Sample contained some oxide.

Ti, Si, P は中心に多く Fe は外側に多い。

(2) 45~50% Fe-Si の崩壊は同素変態に依るもので Al が重大な役割を演じて居る。

(3) 崩壊した Fe-Si より P H₂ ガスの発生は Al 含有に關係して居る。P H₂ は Al P が水分に依り分解して生ずると云う假説は實證された。(石井芳藏)

— 銑鐵及鋼の製造 —

トーマス精鍊の反應經過に及ぼす高爐操業の影響 (Willy Oelsen, Erwin Eickworth; Stahl u. Eisen 1952. 72, 11, p. 597~605) 成分や温度が大體等しい熔銑であつてもトーマス工場では非常に異つた舉動を示すことが認められている。平爐工場に於ても精鍊反應について、又鑄物銑の場合にも鑄型充満性について同様のことが云われている。これらは普通の化學的物性的性質(成分、温度、粘性等)では捕えることの出来ない銑鐵の性質によるものと思われる。

そこで高爐の作業條件を異にした熔銑を直接轉爐に装

入し、合計 56 チャージの吹鍊經過を詳細に研究し、熔銑の性質と轉爐の吹鍊經過との關係について検討した。

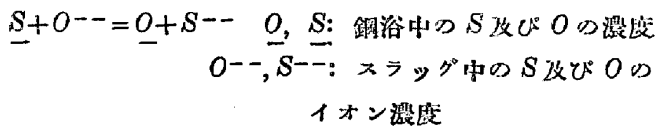
先づ Mn の吹鍊經過の研究から、Mn は脱 C が始まる前に幾らが滓化し、後に C によつて再び還元されるが、この還元の程度が場合によつて著しく異なることが見出された。例えば熔湯中の C 含量が 1% に迄酸化した場合の Mn 含量は 0.1~0.4% の廣範圍にばらついている。この結果から熔銑中の C の反應性に著しい相違のあることが明らかになつたので、C の還元作用の強いチャージと弱いチャージとに分類して調査を進めた。

吹鍊經過中の窒素含量の變化は、吹鍊を開始して 6~7 分後にすべて 0.003~0.004% に低下し熔銑中の窒素含量は全然重要でないことを示した。然しその後脱 C の終りには、C の反應力が著しい各チャージに比して、反應力の弱いチャージの窒素の増加が極端に著しいことが確認された。又反應力の強い C を含む熔銑は、反應力の弱いチャージよりも吹鍊性が良好のように思われる。

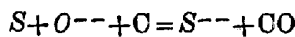
高爐の操業と轉爐の吹鍊經過との關係については、還元作用の弱いを含む熔銑の殆んどが装入速度の早い高爐に該當している。これによつて始めて高爐操業の轉爐作業に及ぼす影響が明かになつた。(耳野 享)

鐵鋼中に於ける S の活量 (C. W. Sherman & J. Chipman; Journal of Metals, June, 1952)

鐵鋼中からの S の除去は主として熔解時に於てスラッグを通じて行われる。鹽基性平爐に於けるスラッグ中の S の濃度と、鋼浴中の S の濃度の比は 8 以下であるが、高爐では 50~100 が普通で、實驗室に於ては、400 以上を得る事も可能である。これは 2 つの理由によるのである。即ち、平爐に於けるスラッグと鋼浴中の S の次式の平衡について、平爐鋼浴中の多量の O のため、S のスラッグへの移行が妨げられている。



高爐に於ける熔銑とスラッグ中の S の平衡に於ては多量の C の存在のために、O の活量は制限され、S は熔銑からスラッグへ移行する。即ち、



他の一つの理由は、高爐に於ては、他の元素 Si, P, C 等の濃度が相常高く、このため S の活量を非常に高めている事である。

故に種々の元素の S の活量に及ぼす影響を決定する事は非常に重要な事である。問題を簡単にするために、實驗的にはスラッグと湯間の平衡でなしに、S を含む湯を H₂ 及び H₂S を含む雰囲気との平衡をとり上げる事にする。

$$\underline{S} + \text{H}_2(\text{gas}), \text{H}_2\text{S}(\text{gas}), k_1' = \frac{P_{\text{H}_2\text{S}}}{P_{\text{H}_2}[\text{S}]}, k_1 = \frac{P_{\text{H}_2\text{S}}}{P_{\text{H}_2} a_s}; a_s: \text{活量}$$

故に、活量係数 f_S は f_S = k₁' / k₁ = a_S / [%S]

P_{H₂S} / P_{H₂} は 1600°C に於ける H₂S の解離、即ち S₂ の生成に關する熱力學的データにより、補正することが出来る。この補正した P_{H₂S} / P_{H₂} と熔湯の S% により k₁' を決定し、k₁' / k₁ により活量係数 f_S を求める事が出来る。

3 成分系に於ける S の活量係数に及ぼす第 3 元素の影響は次の様に考えられる。

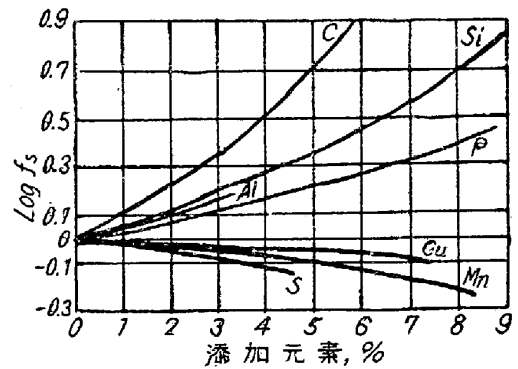
$$f_s^{(3)} = f_s / f_s', \quad f_s = f_s^{(3)} \cdot f_s'$$

f_s: 3 成分系に於ける S の活量係数
f_s': 2 " " " "

f_s⁽³⁾: 第 3 元素の影響を示す係数

f_s⁽³⁾ に関しては確定的ではないが、實驗により S の濃度に無關係で、唯第 3 元素の濃度みの函數と考えられる。

下圖に 1600°C に於て求めた各添加成分に對する f_s を示した。(長谷川正義)



—表面處理—

熔融鹽による鋼のアルミニウム被覆 (F. R. Collins; Iron Age, Jan. 17, 1952, 169, No. 3,100)

Al 被覆鋼板はその耐熱性、及び濕氣、鹽分に對する耐蝕性の故に、錫メッキ、亜鉛メッキ、及び耐熱耐蝕性高合金鋼の分野へ進出する可能性がある。

Al 被覆の普通の方法は Al 浴への浸漬であるが、この方法は脆弱な Fe-Al 合金の中間層をつくり、機械的性質を害する缺點がある。しかし、最近 Alcoa の研究所に於ては、Al の電解被覆の研究によつて、この缺陷を除く事に成巧した。

研究の初期に於ては、鹽浴として AlCl₃ のみを用いた。これでは Al の析出は得られるが、有孔性のスポンジ狀被覆が生ずるに過ぎないので、現在では 80% AlCl₃ + 20% NaCl の鹽浴で 350°F, 15 Amp/ft² の電流密度を用い、平滑な緻密な被覆を得ている。鹽浴の容器は被覆する材料が小さければ Pyrex 製のものを用いるが大きい場合には Al 製のタンクが良い。此の場合、容器の浸蝕は比較的小さい。

鹽浴をつくるときは、AlCl₃ は空氣中の濕氣の影響を防ぐために NaCl の下に入れる。陽極には Al を用いる。被覆する材料は酸洗して清淨にし、よく乾燥する。本格的電解操作に移る前に、必ず試験電解を行う。これは AlCl₃ の水分を放出させ、Zn, Sn, Pb 等の不純物を Al に先立ち析出させて除去するためであつて、これには電流密度 25~30 Amp/ft², 約 30 分處理すればよい。

被覆電解操作は普通の場合、電流密度 5~25 Amp/ft² の範圍であるが、最適の條件は 15 Amp/ft² 程度であ

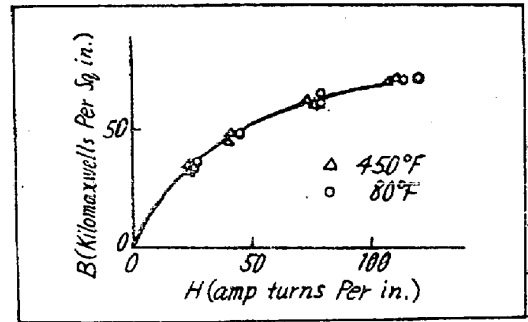
る。電流密度が小ならば平滑な被覆が得られるが、剥離しやすい様である。電流密度が過大であると樹枝状組織の析出を生ずる。大きな電流密度を必要とするときは、鹽浴の攪拌を行うが、この場合には 150 Amp/ft² 迄上げる事が出来る。

Al の析出量は 1 Amp·hr で 0.3 gr, 又は, 18 Amp/ft², 30 分で 0.0004 in である。電流効率は普通 80% 程度である。鹽浴の攪拌を行えば迅速な被覆が行われるが、電流効率は低下する。(長谷川正義)

—鐵鋼の性質・物理冶金—

13 Cr フェライト系不銹鋼 (416) の 450°F に於ける磁氣的性質 (R. H. Esling: Iron Age, March 20, 1952, 169, No. 12, p. 106)

高温高圧下に於て侵蝕性液體を取扱う電氣的調節装置に於ては、耐蝕性の良いことと共に、一定の磁氣的性質を有する材料が要求される譯である。例えば電氣的水壓調節器等に於ては、この要求が満たされる必要があるので、この實驗では、416 型のステンレス (C:0.15 max., Cr: 12~14, P. S. Se: 0.07 max., Mo: 0.60 max.) を試料とし、透磁率計を用いて室温及び高温でこの合金の透磁率を測定した。その結果は夫々圖 1, 2, 3 に示す如くである。圖 1 の曲線は 80°F に於けるもの、圖 2 は 450°F に於ける場合であり、450°F に於ては幾分ワ



第 3 圖

ットロスが少くなつてゐる。又、圖 3 に示す處女曲線は、殆んど一致してゐる。この結果より、水壓調節器に使用するこの種合金の室温度及高温の透磁率は甚した變化がないので、その耐蝕性と相俟つて、上記の目的に充分使用出来ると思われる。なおこの實驗に用いた装置は、Fahy-Type の透磁率計である。現在、この研究を基礎として、Westinghouse Electric Corp. では多量にこの装置を製造してゐる。(長谷川正義)

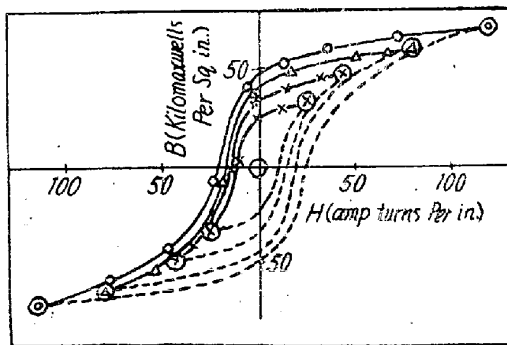
鍛造用耐熱鋼に於ける σ の生成 (A. E. Bindari, P. K. Koh, O. Zmeskal; Trans. A. S. M. 1951, 43, 226)

之迄は σ を生成しないと考えられて來た鍛造用耐熱鋼 (0.12% C, 18.5~19.5% Cr, 8.5~9.0% Ni, 0.5~1.5% W, 0.25~0.50% Mo, 0.25~0.50% Cb, 0.15~0.15% Ti) に於ける σ の存在及びその生成速度を研究した。 σ はオーステナイト-フェライト混合組織に於て、以前にはフェライトがあつた場所に生成する。時効時間が長くなるに従つてフェライトの量は減じ、變態が最も早いのは 760°C である。炭化物はフェライトから短時間で析出し時効時間が長くなるに従いオーステナイト中に完全に固溶する。760~870°C の時効に起るフェライトからオーステナイトへの變態は早く残留のフェライト並びに新しく出來たオーステナイトの σ への變態はおそい。焼鈍状態に於ける σ の生成は極めて緩慢であつて、歪硬化はその生成速度を増大する重要な因子である。(篠田 暉)

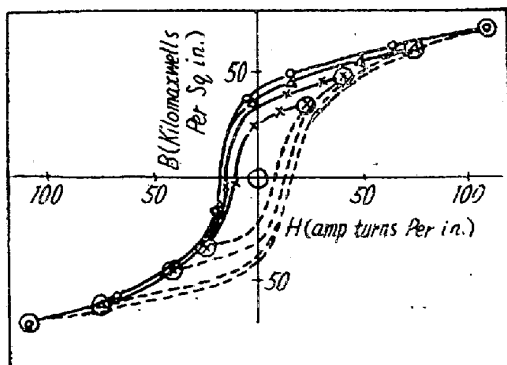
Cr フェライト鋼の 595~815°C に於ける變態 (F. J. Shortsleeve, M. E. Nicholson; Trans A. S. M., 1951, 43, 142)

35% Cr 以下の Cr フェライト鋼に就て、フェライトとフェライト+ σ との境界及び σ 生成特性を X 線廻折によつて研究した。その結果次の結論を得た。

製鋼過程中に普通の Cr フェライト鋼に常に入つて來る少量の Si 及び Mn は、フェライトとフェライト+ σ との境界を、高純度の合金に就て Cook 及び Jones が



第 1 圖



第 2 圖

決めたよりも Cr の低い方へ且つ高温の方へ移動する。この結果低 C(0.1%) 18% Cr 鋼を 595°C に於て時効させた場合に σ を生成する。

フェライトの固溶限以上に存在する C は、立方品の Cr-Fe 炭化物 $[(Cr, Fe)_3C]$ を作つて Cr のフェライトを少くし、フェライトとフェライト+ σ との境界を Cr の多い方へ移動する。この炭化物の生成は σ の生成よりはるかに早い。

この Cr 鋼の有効 Cr 量即ちフェライトの Cr 量は次の式により可成り正確に計算出来る。

$$\text{有効 Cr\%} = \frac{C\%r - 12.4 \times C\%}{1 - 0.182 \times C\%}$$

一定温度に於て X 線粉末法で見つけられる程度に十分な σ を生成するに要する時間は、Cr 量が減ずるに従い増加し相の境界の組成に漸近的になる。

σ の生成開始時間と温度との関係曲線は、熱による核生成及び生長により進行する變態に特有な形をしている。

σ の生成は炭化物及び C 以外の製鋼上入つて来るフェライトに固溶する元素によつて大いに促進される。

43% Cr の高純度 Fe-Cr 合金に於ける σ への C の溶解度は 595°C に於て 0.016% 以下である。(篠田 暲)

鋼組織の微小硬度測定結果 (H. A. Unckel: Iron Age, Vol. 168, No. 9, (1951) 68~71)

著者は焼鈍状態にある共析點附近の機械的性質の變化特に其の支配因子であるフェライト、パーライト、セメントイト、マルテンサイト等の各組織相互間の割合並びに配置等を研究する方法としては微小硬度試験が最適なりとして推奨している。1937年に Lips は開拓的仕事として數多い微小硬度試験機を設計した。これ等の試験機の中で Zweiss で作られた Hanemann の微小硬度試験機は著者の廣く使用したものである。構造は對物の前方レンズの上にダイヤモンドピラミッドが取付けて有り荷重はアイピース上のスケールを移動する事に依つて直接に表示され、測定方法は荷重をかけてから被測定物に對しての交換は必要として居ない。荷重が増せば正確度が高まり其だけ大きな押痕を與えることになるが組織構成の大きさは押痕を制限し、小部分の測定はそれだけ誤差が多くなるものとして居る。今 L =荷重、 d =押痕の對角線 B =ピラミッドの角度、とする時、硬度數の式は次の様に表示されている。即、 $H=2L \cos B \div d^2$ 又荷重を g 、對角線を micron で表わす時

$$H = 1855L \div d^2 \text{ と表示されている。}$$

著者はこの微小硬度測定値を Dhn (ダイヤモンド硬度

數) を以て表わし各種の鋼組織に就ての測定結果を次の如く表示している。即極軟鋼 (無 Si, 無 Mn) のフェライト; 100 Dhn

軟鋼 (0.25% Si, 0.50% Mn) のフェライト; 170 Dhn

尚フェライトの硬度は等温變態處理後も殆ど變化がない。パーライト組織の硬度は A_1 點通過の冷却速度に影響され特に共析鋼に於ては著しいものである。0.30% C, 0.45% C, 0.60% C, の炭素量を有するパーライトの硬度は各々 310, 320 及び 315 Dhn の測定結果を示し等温變態處理並びに冷却速度に關連しているパーライトの層間距離の差に依つて硬度は次の様な値を示している。

0.9micron の層間距離のパーライト: 196 Dhn,

0.48micron の層間距離のパーライト: 309 Dhn, 而して

セメントイトの硬度は亞共析鋼を滲炭、球狀化して測定を行つて居る。

即. 滲炭せる 0.35% C 鋼のセメントイト; 760 Dhn

滲炭せる 0.50% C 鋼のセメントイト; 810 Dhn

マルテンサイトの場合は針狀組織の針の幅が如何にも小さく個々の正確な測定は困難とされ一連の測定結果を以てマルテンサイトの硬度として居る。即 0.80% C 鋼のマルテンサイト; 880~1080 Dhn の値を表示している。

ダイス鋼に現れるカーバイドの硬度としては焼鈍状態の 1.60% C, 12.00% Cr の鋼でそのクロムカーバイド; 1000~1040 Dhn の値をとり 2.00% C, 13.00% Cr, 1.00% W のダイス鋼では油焼入の状態で特殊カーバイド; 1500~2400 Dhn の様な高硬度を示している。

最後に極軟鋼に現れた酸化物を測定した所 590~625 Dhn の値を示したとして居るが硬度計の押印に對して酸化物が可塑性である爲と見られて居る。勿論荷重が大きければ酸化物の幅の爲に測定は不可能となる。

(谷 昌博)

問題のジェットエンジン材料の確保と代用に就て (N. E. Promisel: Journal of Metals, Vol. 4, No. 7, July (1952), 698~702)

1951年にアメリカの國防生産計畫の上では既に材料不足の危機を感じ貴重な金屬と卓越した冶金技術に俟つ所の多いジェットエンジン材料は極端な高温度でしかも從來以上に激しい歪力に耐えると言う条件だけで第二次大戦時の材料とは一段と展開した對照を示しているものであることを述べて居る。ジェットエンジンの生産に伴つて急激な材料欠乏の危険が見通されているので早くから之が代用と種々の酷しい要求を可及的に減ずる事にあらゆる工夫をこらして來たのではあるが、エンジンの進歩改良への計畫は益々より高い温度で作業出来る様な高

第1表 基本的高温度合金の成分*%

	Cr	Ni	Co	Mo	W	Cb	Ti
				(残餘成分は主としてFe)			
AISI 302	17~19	8~10	—	—	—	—	—
AISI 310	24~26	19~21	—	—	—	—	—
AISI 316	16~18	18~14	—	—	—	—	—
AISI 321	17~19	8~11	—	—	—	—	0.75 max.
AISI 347	17~19	9~12	—	—	—	1.00 max.	—
AISI 410	11.5~13.5	—	—	—	—	—	—
AISI 430	14~18	—	—	—	—	—	—
AISI 431	15~17	1.25~2.50	—	—	—	—	—
19-9 DL	19	9	—	1.3	1.2	0.4	0.2
Type A	20	20	20~30	3~10	2.5~5	0~1	—
Type B	15	26	—	1.5~3	—	—	—
Type C	13	13	10	2	2.5	3	—

* 主な重要元素のみを示す

第2表 基本的高温度合金の成分*%

	Cr	Ni	Co	Mo	W	Cb
			(高コバルト系)			
AMS+5765	20.5	20.5	45	4	4	4
AMS+5382	25.5	10.5	55	—	7.5	—
AMS+5385	27	3	62	6	—	—
			(高ニッケル系)			
AMS+5668	15	73	—	—	—	0.7
Type A	20	56~59	10~4	3~10	—	—

* 主な重要元素のみを示す

+ 航空材料規格 (アメリカ工業規格)

級材料の必要を暗示した様な状態であるので全くジェットエンジンの出現は完全な材料界への大衝撃と言うべき

ものであるとしている。第1表、第2表にはジェットエンジンに使用する合金を例証的に示してある。第1表はアメリカ鉄鋼協会の標準で大部分 Ni, Cr を含み特別の場合に Ti, Co, Cb, Mo 及び W を含有している。A, B, C 型のもは中間温度で高歪のものに使用されるものである。第2表は最高温度で最高歪のものに使用される合金を示している。Co, Mo, W, Cb は Ni, Cr の様に何れも含有していると言うものではないがこの種の合金にとっては重要な元素で、特に Co はジェットの到来と共に従来に倍加して貴重なものとされ、高温用元素としては恐らくジェット合金の中では第一のものである

第3表 低合金鋼の種類

	成分%					
	O	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
for SAE { 43B V × × 3300 9300	0.08~0.15	0.45~1.00	0.20~0.40	1.65~2.00	0.40~0.60	0.08~0.30
for SAE { 81B × × 4100 4600 8600 8700	0.32~0.55	0.70~1.05	0.20~0.35	0.20~0.40	0.30~0.60	0.08~0.15
for SAE { TS 81 × × 9700	0.45~0.70	0.70~1.00	0.20~0.35	0.20~0.40	0.30~0.55	0.08~0.15
for SAE { 86B × × 9800	0.43~0.48	0.75~1.00	0.20~0.35	0.40~0.70	0.55~0.75	0.08~0.15
for SAE { TS 86 × × 2300 2500 3100	0.13~0.53	0.70~1.00	0.20~0.35	0.40~0.70	0.55~0.75	0.08~0.15
for SAE { 94B × × 4600 4800 8600 8700	0.15~0.20	0.75~1.00	0.20~0.35	0.30~0.60	0.30~0.50	0.08~0.15
for SAE { 98B × × 4300	0.15~0.43	0.65~0.85	0.20~0.35	0.70~1.00	0.70~0.30	1.15~0.25

B. はボロンの存在を示す, V. はバナジウムの存在を示す, TS. は臨時規格を示す

うとされて居る。Cb は C と結合して安定なカーバイドを作り高温酸化に大きな役割を果しているし、高速度切削用としての W, 又焼入硬化用としての Mo も各々ジェットにあつては耐熱用元素として活躍していることを示している。材料の確保に就ては次の事項を擧げている。①貴重金属の代用を出来る限り少くすること, ②スクラップの回収, ③修理と再使用と寿命の増加と成分の有効化をはかること, ④熔解過程のスクラップ使用量の節減, 能率化をはかること, ⑤成分の調整を行い貴重元素の不必要な過剰使用を避けること, ⑥必要成分を再検討して貴重材料の量や種類を少くすること, 次に Ni 代用のものとしてジェットエンジンに使用される 18-8 型のもの, 低合金高强度 Ni ベアリング鋼型のものとしてボロン処理鋼, 及び Ni 被覆及びその代用, について述べ第 3 表には合金元素節約の意味で考案されたボロン処理鋼及び低合金鋼が示してある。又新しい材料として金属と陶磁を結合したセラメル又はセルメット (結合剤には Fe, Co, Ni 等を用う) の耐熱的性質を紹介し, 最後に材料確保の別法として, スクラップの徹底的整理, 最小限の機械加工, 熔接の利用, 等を擧げ更に貴重元素を含有している諸材料に就て果して現状の如き種類のものが必要で, しかも現状の含有量が適切なるか否かの再検討を強調して居る。(谷 昌博)

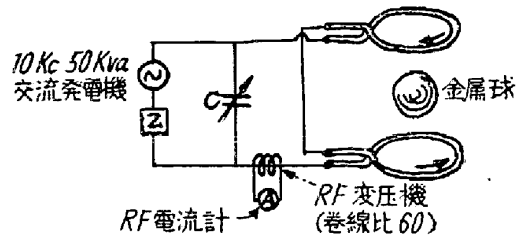
— 雜 —

るつぽを使用しない金属の熔解法 (E. K.

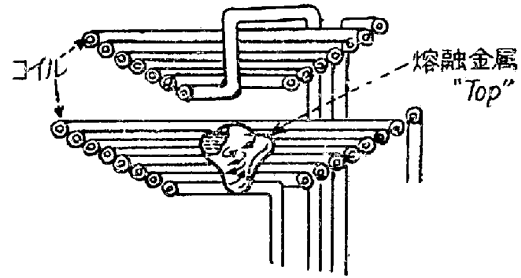
Okress, D. N. Wroughton; Iron Age, 170, No. 5, July 31, 1952)

Westinghouse Corp. に於ては, るつぽを使用せず空間で金属を熔解することを研究した。即ち, 金属を電磁場中に置いてその磁力によつて空間中に熔湯を支えて熔解するもので, 勿論その場合の熔解は自己誘導加熱である。なお, 真空中又はは不活性ガス中でこの熔解を行えば, 一層高純度のものが得られるわけである。特に純度を問題とする Ti, Zr, Ta, 其の他同種の金属には, この方法による熔解が有利である。従来方法では, るつぽに BeO, Al₂O₃, ThO₂, 硼化物等を使用したため, これらが金属の展延性に悪影響を及ぼした。

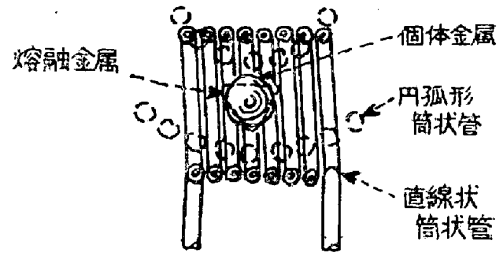
この研究で最初に行つた試験では, 黄銅, Sn, Al, Ti 等を用いて, 種々実験した結果, 径が約 3" で, 2" の距離に置いた 2 つのコイルで行うことが適當であることを知つた。第 1 図にその回路の略図を示した。この熔解に於ては, 湯が回轉して攪拌されることがあるが, これはいくつかの軸の不釣合を直すことに依つて禦めること



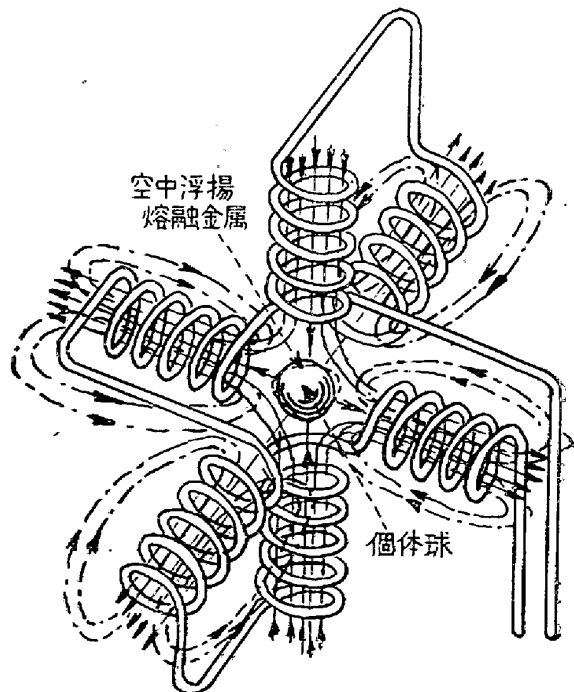
第 1 圖



第 2 圖



第 3 圖



第 4 圖

が出来た。又、電流を調節することによつて、滴下させたり、落ちるのを防いだり、ゆつくり滴下させたりすることが出来る。又、真空度が $10^{-4} \sim 10^{-5}$ mmHg で、固態の Al, Ag, Ti を空中に浮かせることは困難ではないが、Al は熔解すると常に滴下が始まる。しかし、最近では熔けた Al 1/2 oz 程が真空中にても支えられることが可能となつた。Ti は充分この方法で熔解出来た。

しかし、Ag は常に熔解と同時に滴り落ちる。第2圖、第3圖、第4圖にコイルの色々なタイプを示した。

以上の空中浮揚熔解法は、金属の熔解精製の他に合金を造ることに用いられる。合金成分は金属が浮んでいる間に添加することが出来、又試料は金属粉でもよい。而して熔解よりむしろ、焼結が浮んでいる間に充分行われる利点がある。(長谷川正義)

— 研究部會記事 —

鐵鋼品質管理部會第4回壓延委員會 日時：昭和27年5月21~22日、場所：日本鐵鋼連盟(東京)出席者：主査委員西村吉太郎君外委員同代理隨員及幹事等33名、議事概要：(1)「管理組織について」は日本特殊鋼管、日本鋼管鶴見、日亞製鋼、大同鋼板、八幡製鐵等から各その提出資料について説明があり(2)「鋼材の疵の管理、鋼材寸法の管理」に關しては富士室蘭、富士釜石、日本特殊鋼管、東都製鋼等から又(3)「加熱爐の管理」では富士室蘭、日亞製鋼等から何れも各提出資料について夫々説明があつた。(4)「シートバー」抜取検査について」は各社夫々の工夫によつて厚さ、幅、長さ、疵の管理、疵の防止對策等について説明があつた。(5)次回の議題として管理組織、壓延鋼材疵の管理、壓延鋼材寸法の管理、S. B. 抜取検査の研究、品質管理上より見たる加熱爐操業の研究等を豫定した。

鋼材部會第12回線材部會 日時：昭和27年9月25日(27日は中小形分科會と合同)場所：富士製鐵室蘭製鐵所 出席者：主査委員代理菖蒲正俊君外委員同代理隨員及び幹事等16名。議事概要：(1)作業實績表、(2)線材の疵について、(3)ロールの購入規格、使

用成績、使用法、(4)レキユペレーターについて、(5)品質管理、(6)アスカニヤ自動制御裝置、(7)線材の切捨量に關して等の各議題について、富士製鐵室蘭、新大同製鋼星崎、神戸製鋼本社工場、小倉製鋼(小倉)、八幡製鐵(八幡)の各社より上記(2)を除く各資料について夫々説明があり意見の交換が行われた。

鋼材部會第14回中小形分科會 日時：昭和27年9月26~27日 場所：富士製鐵室蘭製鐵所、出席者：主査委員森山達郎君外委員同代理隨員幹事等25名、議事概要：(1)工場操業成績並に作業時間分析については各工場の提出資料により夫々発表が行われ、(2)壓延鋼材に發生する疵の分類の取纏めに關しては疵分類表に添付する標準寫眞も完備したので之れを本印刷とするか否かについて後日各方面の希望を聞くことにした。(3)鋸材規格について森山主査から審議經過の説明があつた。(4)壓延用ロールの研究、現場品質管理について外形形狀不良名の分類統一、ロールハウジングの設計に關する研究その他の研究について資料により各社から夫々説明があつた。